

Best Available Copy

PUBLICATION NUMBER : 2002226941
PUBLICATION DATE : 14-08-02

APPLICATION DATE : 10-10-01
APPLICATION NUMBER : 2001312687

APPLICANT : KAWASAKI STEEL CORP;

INVENTOR : SAKATA TAKASHI;

INT.CL. : C22C 38/00 C21D 9/48 C22C 38/12 C22C 38/58

TITLE : COLD ROLLED STEEL SHEET WITH COMPOSITE STRUCTURE HAVING
HIGH-TENSILE STRENGTH AND EXCELLENT DEEP DRAWABILITY, AND
PRODUCTION METHOD THEREFOR

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a high tensile strength cold rolled steel sheet with
a composite structure which has a high r-value and excellent deep drawability, and a
production method therefor.

SOLUTION: In the method for producing the steel sheet, a steel slab having a composition
containing, by mass, 0.01 to 0.08% C, $\leq 2.0\%$ Si, $\leq 3.0\%$ Mn, $\leq 0.10\%$ P, $\leq 0.02\%$ S,
0.005 to 0.20% Al, $\#0.02\%$ N and 0.01 to 0.5% V, and in which V and C also satisfy the
relation of $0.5 \times C/12 \leq V/51 \leq 3 \times C/12$, and the balance substantially Fe with inevitable
impurities is hot-rolled, is successively pickled, is thereafter cold-rolled, and is
subsequently subjected to continuous annealing in the temperature range of the Ac1 to
Ac3 transformation point.

COPYRIGHT: (C)2002,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2002-226941

(P2002-226941A)

(43) 公開日 平成14年8月14日 (2002. 8. 14)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テームコード (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 S 4 K 0 3 7
C 2 1 D 9/48		C 2 1 D 9/48	F
C 2 2 C 38/12		C 2 2 C 38/12	
38/58		38/58	

審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 10 頁)

(21) 出願番号	特願2001-312687(P2001-312687)	(71) 出願人	000001258 川崎製鉄株式会社 兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号
(22) 出願日	平成13年10月10日 (2001. 10. 10)	(72) 発明者	松岡 才二 岡山県倉敷市水島川崎通1丁目 (番地なし) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内
(31) 優先権主張番号	特願2000-361274(P2000-361274)	(72) 発明者	清水 哲雄 岡山県倉敷市水島川崎通1丁目 (番地なし) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内
(32) 優先日	平成12年11月28日 (2000. 11. 28)	(74) 代理人	100072051 弁理士 杉村 興作 (外1名)
(33) 優先権主張国	日本 (J P)		

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 深絞り性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 高いr値を有する深絞り性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板およびその製造方法を提案することにある。

【解決手段】 本発明鋼板の製造方法は、質量%で、C:0.01~0.08%、Si:2.0%以下、Mn:3.0%以下、P:0.10%以下、S:0.02%以下、Al:0.005~0.20%、N:0.02%以下およびV:0.01~0.5%を含有し、かつ、VとCが、 $0.5 \times C/12 \leq V/51 \leq 3 \times C/12$ なる関係を満たし、残部は実質的にFeおよび不可避免の不純物の組成になる鋼スラブを、熱間圧延し、引き続き酸洗した後、冷間圧延を施し、その後、 $A_{c1} \sim A_{c3}$ 変態点の温度域で連続焼鈍することを特徴とする。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%でC:0.01~0.08%、Si:2.0%以下、Mn:3.0%以下、P:0.10%以下、S:0.02%以下、Al:0.005~0.20%、N:0.02%以下およびV:0.01~0.5%を含有し、かつ、VとCが、

$$0.5 \times C/12 \leq V/51 \leq 3 \times C/12$$

なる関係を満たし、残部は実質的にFeおよび不可避免的不純物からなる組成を有し、

主相であるフェライト相と、組織全体に対する面積率が1%以上のマルテンサイト相を含む第2相とからなる組織を有することを特徴とする、深絞り性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板。

【請求項2】 質量%でC:0.01~0.08%、Si:2.0%以下、Mn:3.0%以下、P:0.10%以下、S:0.02%以下、Al:0.005~0.20%、N:0.02%以下およびV:0.01~0.5%を含有するとともに、Nb:0.001~0.3%とTi:0.001~0.3%のうちの1種または2種を合計で0.3%以下含有し、かつ、V、Nb、TiとCとが、

$$0.5 \times C/12 \leq (V/51 + 2 \times Nb/93 + 2 \times Ti/48) \leq 3 \times C/12$$

なる関係を満たし、残部は実質的にFeおよび不可避免的不純物からなる組成を有し、

主相であるフェライト相と、組織全体に対する面積率が1%以上のマルテンサイト相を含む第2相とからなる組織を有することを特徴とする、深絞り性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板。

【請求項3】 上記組成に加えてさらに、質量%で、下記に示すA群およびB群のうちの1群または2群を含有することを特徴とする請求項1又は2に記載の深絞り性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板。

記

A群: CrおよびMoのうちの1種または2種を合計で2.0質量%以下

B群: CuおよびNiのうちの1種または2種を合計で2.0質量%以下

【請求項4】 質量%でC:0.01~0.08%、Si:2.0%以下、Mn:3.0%以下、P:0.10%以下、S:0.02%以下、Al:0.005~0.20%、N:0.02%以下およびV:0.01~0.5%を含有し、かつ、VとCが、

$$0.5 \times C/12 \leq V/51 \leq 3 \times C/12$$

なる関係を満たし、残部は実質的にFeおよび不可避免的不純物の組成になる鋼スラブを、熱間圧延し、引き続き酸洗した後、冷間圧延を施し、その後、 $A_{c1} \sim A_{c3}$ 変態点の温度域で連続焼鈍することを特徴とする、深絞り性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板の製造方法。

【請求項5】 質量%でC:0.01~0.08%、Si:2.0%以下、Mn:3.0%以下、P:0.10%以下、S:0.02%以下、Al:0.005~0.20%、N:0.02%以下およびV:0.01~0.5%を含有するとともに、Nb:0.001~0.3%とTi:0.001~0.3%のうちの1種または2種を合計で0.3%以下含有し、

かつ、V、Nb、TiとCとが、

$$0.5 \times C/12 \leq (V/51 + 2 \times Nb/93 + 2 \times Ti/48) \leq 3 \times C/12$$

なる関係を満たし、残部は実質的にFeおよび不可避免的不純物の組成になる鋼スラブを、熱間圧延し、引き続き酸洗した後、冷間圧延を施し、その後、 $A_{c1} \sim A_{c3}$ 変態点の温度域で連続焼鈍することを特徴とする、深絞り性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板の製造方法。

【請求項6】 鋼スラブは、上記組成に加えてさらに、質量%で、下記に示すA群およびB群のうちの1群または2群を含有することを特徴とする請求項4又は5に記載の深絞り性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板の製造方法。

記

A群: CrおよびMoのうちの1種または2種を合計で2.0質量%以下

B群: CuおよびNiのうちの1種または2種を合計で2.0質量%以下

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、鋼板の引張り強さが440MPa以上である、自動車用鋼板等の用途に有用な深絞り性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板およびその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】近年、地球環境の保全問題からの排出ガス規制に関連して、自動車の車体重量の軽減が極めて重要な課題となっており、最近、車体重量の軽減のために、自動車用鋼板を高強度化して鋼板板厚を低減することが検討されている。

【0003】鋼板を素材とする自動車の車体用部品の多くがプレス加工により成形されるため、使用される冷延鋼板には、優れたプレス成形性を有することが要求される。プレス成形性向上のためには、鋼板の機械的特性として、高いランクフォード値(r値)と高い延性(EI)および低い降伏応力(YS)が必要である。しかし、一般に、鋼板を高強度化すると、r値および延性が低下し、プレス成形性が劣化するとともに、降伏応力が上昇して形状凍結性が劣化して、スプリングバックの問題が生じやすい。

【0004】プレス成形性の良好な高張力鋼板の代表例としては、軟らかいフェライトと硬質のマルテンサイトの複合組織からなる複合組織鋼板が挙げられ、特に連続焼鈍後ガスジェット冷却で製造される複合組織鋼板は、降伏応力が低く高延性と優れた焼付け硬化性を兼ね備えている。上記複合組織鋼板は、加工性については概ね良好であるものの、厳しい条件下での加工性、特にr値が低く深絞り成形性が劣るという欠点があった。

【0005】そのため、複合組織鋼板のr値を大きくして深絞り性を改善する試みがなされている。例えば特公

昭55-10650号公報では、冷間圧延後、再結晶温度 $\sim A_{c1}$ 変態点の温度で箱焼鈍を行い、その後、複合組織とするため700 \sim 800 $^{\circ}C$ に加熱した後、焼入れ焼戻しを伴う連続焼鈍を行う技術が開示されている。しかしながら、この方法では、連続焼鈍時に焼入れ焼戻しを行うため降伏応力が高く、低い降伏比が得られない。この高降伏応力の鋼板はプレス成形に適さず、かつプレス部品の形状硬化性が悪いという欠点がある。

【0006】さらにまた、前記高降伏応力を改善するための方法としては、特開昭55-100934号公報に開示されている。この方法は、高 r 値を得るためにまず箱焼鈍を行うが、箱焼鈍時の温度をフェライト(α)—オーステナイト(γ)の2相域とし、均熱時に α 相から γ 相にMnを濃化させる。このMn濃化相は連続焼鈍時に優先的に γ 相となり、ガスジェット程度の冷却速度でも混合組織が得られ、さらに降伏応力も低い。しかし、この方法では、Mn濃化のため α — γ の2相域という比較的高温で長時間の箱焼鈍が必要であり、そのため鋼板間の密着の多発、テンパーカラーの発生および炉体インナーカバーの寿命低下など製造工程上、多くの問題がある。従来、このように高い r 値と低い降伏応力を兼ね備えた高張力鋼板を工業的に安定して製造することは困難であった。

【0007】加えて、特公平1-35900号公報では、0.012質量% C—0.32質量% Si—0.53質量% Mn—0.03質量% P—0.051質量% Tiの組成の鋼を冷間圧延後、 α — γ の2相域である870 $^{\circ}C$ に加熱後、100 $^{\circ}C/s$ の平均冷却速度にて冷却することにより、 $r=1.61$ 、 $YS=224MPa$ 、 $TS=482MPa$ の非常に高い r 値と低降伏応力を有する複合組織型冷延鋼板が製造可能となる技術が開示されている。しかしながら、100 $^{\circ}C/s$ という高い冷却速度は、通常のガスジェット冷却では達成できないため、水焼入れ設備が必要となる他、水焼入れした冷延鋼板は、表面処理性の問題が顕在化するため、製造設備上および材質上の問題がある。

【0008】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、上記の問題を有利に解決した、高い r 値を有する深絞り性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板およびその製造方法を提案することを目的とする。

【0009】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、上記した課題を達成するため、冷延鋼板のミクロ組織および再結晶集合組織におよぼす合金元素の影響について鋭意研究を重ねたところ、鋼スラブ中のCを低含有量に制限するとともに、C含有量との関係でV含有量の適正化を図ることにより、再結晶焼鈍前には、鋼中のCをV系炭化物として析出させて固溶Cを極力低減させ、 $\{111\}$ 再結晶集合組織を発達させることにより高 r 値が得られること、また引き続き α — γ の2相域に加熱することにより、V系炭化物を溶解させて、オーステナイト中にCを

濃化させることにより、その後の冷却過程でマルテンサイトが生成しやすくなる結果、 r 値の高い深絞り性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板を安定して製造できることを見出した。

【0010】まず、本発明者らが行った基礎的な実験結果について説明する。質量%で、C:0.03%、Si:0.02%、Mn:1.7%、P:0.01%、S:0.005%、Al:0.04%、N:0.002%、Mo:0.15%を基本組成とし、これにVを0.03 \sim 0.55質量%の範囲で添加することによって、異なるV含有量を有する種々のシートバーについて、1250 $^{\circ}C$ に加熱—均熱後、仕上圧延終了温度が900 $^{\circ}C$ となるように3パス圧延を行って板厚4.0mmとした。なお、仕上圧延終了後、コイル巻取り処理として650 $^{\circ}C \times 1$ hの保温相当処理を施した。引き続き、圧下率70%の冷間圧延を施して板厚1.2mmとした。ついで、これらの冷延板に、850 $^{\circ}C$ で60sの再結晶焼鈍を施した後、30 $^{\circ}C/s$ の冷却速度で冷却した。

【0011】得られた冷延鋼板について、引張試験を実施し引張特性を調査した。引張試験は、JIS5号引張試験片を用いて行った。 r 値は、圧延方向(r_L)、圧延方向に45度方向(r_D)および圧延方向に垂直(90度)方向(r_C)の平均 r 値 $=(r_L+r_C+2 \times r_D)/4$ として求めた。

【0012】図1は、鋼スラブ中のV含有量が r 値と降伏比 $(=降伏応力(YS)/引張り強さ(TS) \times 100(\%))$ に及ぼす影響を示すための図であり、横軸はV含有量とC含有量の原子比 $((V/51)/(C/12))$ であり、縦軸は r 値と降伏比に上下に分けて示す。図1から、鋼スラブ中のV含有量をCとの原子比にして0.5 \sim 3.0の範囲に制限することにより、高い r 値と低い降伏比が得られ、深絞り性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板が製造可能となることが明らかになった。

【0013】本発明の冷延鋼板では、再結晶焼鈍前には固溶CおよびNが少なく、 $\{111\}$ 再結晶集合組織が強く発達するため、高 r 値が得られる。一方、 α — γ の2相域にて焼鈍することにより、V炭化物が溶解し、固溶Cがオーステナイト相に多量に濃化することにより、その後の冷却過程においてオーステナイトがマルテンサイトに容易に変態することができ、フェライトとマルテンサイトの複合組織が得られることを明らかにした。

【0014】ここで、従来は炭化物形成元素としてTiおよびNbが主に使用されてきたが、本発明者らは高温域での焼鈍で有効に固溶Cを得るために、炭化物の溶解度がTiおよびNbよりも高いVに着目した。すなわち、V炭化物はTi炭化物およびNb炭化物よりも、高温焼鈍時に容易に溶解する結果、 α — γ の2相域での焼鈍により、オーステナイトがマルテンサイトに変態するのに十分量の固溶Cが得られることを発見した。加えて、この現象は、V成分が最も顕著に生じるが、Nb、Tiを複合添加することによっても同様に得られることも明らかになっ

た。

【0015】本発明は、上記した知見に基づき、さらに検討して完成されたものであり、本発明の要旨は下記のとおりである。

(1) 質量%でC:0.01~0.08%、Si:2.0%以下、Mn:3.0%以下、P:0.10%以下、S:0.02%以下、Al:0.005~0.20%、N:0.02%以下およびV:0.01~0.5%を含有し、かつ、VとCが、

$$0.5 \times C/12 \leq V/51 \leq 3 \times C/12$$

なる関係を満たし、残部は実質的にFeおよび不可避的不純物からなる組成を有し、主相であるフェライト相と、組織全体に対する面積率で1%以上のマルテンサイト相を含む第2相とからなる組織を有することを特徴とする、深絞り性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板。

【0016】(2) 質量%でC:0.01~0.08%、Si:2.0%以下、Mn:3.0%以下、P:0.10%以下、S:0.02%以下、Al:0.005~0.20%、N:0.02%以下およびV:0.01~0.5%を含有するとともに、Nb:0.001~0.3%とTi:0.001~0.3%のうちの1種または2種を合計で0.3%以下含有し、かつ、V、Nb、TiとCとが、

$$0.5 \times C/12 \leq (V/51 + 2 \times Nb/93 + 2 \times Ti/48) \leq 3 \times C/12$$

なる関係を満たし、残部は実質的にFeおよび不可避的不純物からなる組成を有し、主相であるフェライト相と、組織全体に対する面積率で1%以上のマルテンサイト相を含む第2相とからなる組織を有することを特徴とする、深絞り性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板。

【0017】(3) 上記組成に加えてさらに、質量%で、下記に示すA群およびB群のうちの1群または2群を含有することを特徴とする上記(1)又は(2)に記載の深絞り性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板。

記

A群:CrおよびMoのうちの1種または2種を合計で2.0質量%以下

B群:CuおよびNiのうちの1種または2種を合計で2.0質量%以下

【0018】(4) 質量%でC:0.01~0.08%、Si:2.0%以下、Mn:3.0%以下、P:0.10%以下、S:0.02%以下、Al:0.005~0.20%、N:0.02%以下およびV:0.01~0.5%を含有し、かつ、VとCが、

$$0.5 \times C/12 \leq V/51 \leq 3 \times C/12$$

なる関係を満たし、残部は実質的にFeおよび不可避的不純物の組成になる鋼スラブを、熱間圧延し、引き続き酸洗した後、冷間圧延を施し、その後、 A_{c1} ~ A_{c3} 変態点の温度域で連続焼鈍することを特徴とする、深絞り性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板の製造方法。

【0019】(5) 質量%でC:0.01~0.08%、Si:2.0%以下、Mn:3.0%以下、P:0.10%以下、S:0.02%以下、Al:0.005~0.20%、N:0.02%以下およびV:0.01~0.5%を含有するとともに、Nb:0.001~0.3%とTi:0.

001~0.3%のうちの1種または2種を合計で0.3%以下含有し、かつ、V、Nb、TiとCとが、

$$0.5 \times C/12 \leq (V/51 + 2 \times Nb/93 + 2 \times Ti/48) \leq 3 \times C/12$$

なる関係を満たし、残部は実質的にFeおよび不可避的不純物の組成になる鋼スラブを、熱間圧延し、引き続き酸洗した後、冷間圧延を施し、その後、 A_{c1} ~ A_{c3} 変態点の温度域で連続焼鈍することを特徴とする、深絞り性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板の製造方法。

【0020】(6) 鋼スラブは、上記組成に加えてさらに、質量%で、下記に示すA群およびB群のうちの1群または2群を含有することを特徴とする請求項(4)又は(5)に記載の深絞り性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板の製造方法。

記

A群:CrおよびMoのうちの1種または2種を合計で2.0質量%以下

B群:CuおよびNiのうちの1種または2種を合計で2.0質量%以下

【0021】

【発明の実施の形態】本発明の冷延鋼板は、引張強さ(TS)が440MPa以上の深絞り性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板である。まず、本発明の冷延鋼板の組成を限定した理由について説明する。なお、質量%は単に%と記す。

【0022】C:0.01~0.08%

Cは、鋼板の強度を増加し、さらにフェライトとマルテンサイトの複合組織の形成を促進する元素であり、本発明では複合組織形成の観点から0.01%以上、より好ましくは0.015%以上含有する必要がある。なお、TS:540MPa以上の高強度化を指向する場合にもCは0.015%以上とすることが好ましい。一方、0.08%を超える含有は、{111}再結晶集合組織の発達を阻害し、深絞り成形性を低下させる。このため、本発明では、C含有量は0.01~0.08%に限定した。なお、深絞り性の観点からは0.05%以下とするのが好ましい。

【0023】Si:2.0%以下

Siは、鋼板の延性を顕著に低下させることなく、鋼板を高強度化させることができる有用な強化元素であるが、その含有量が2.0%を超えると、深絞り性の劣化を招くとともに、表面性状が悪化する。このため、Siは2.0%以下に限定した。

【0024】Mn:3.0%以下

Mnは、鋼を強化する作用があり、さらにフェライトとマルテンサイトの複合組織が得られる臨界冷却速度を小さくして、フェライトとマルテンサイトの複合組織の形成を促進する作用を有しており、再結晶焼鈍後の冷却速度に応じた量を含有させるのが好ましい。また、Mnは、Sによる熱間割れを防止する有効な元素でもあるため、含有するS量に応じて適量含有させるのが好ましい。しか

しながら、Mn含有量が3.0%を超えると、深絞り性および溶接性が劣化する。このため、本発明ではMn含有量は3.0%以下に限定した。尚、Mn含有量は、0.5%以上含有させることが上記効果を顕著に発揮させる上で好ましく、より好ましくは1.0%以上である。

【0025】P：0.10%以下

Pは鋼を強化する作用があり、所望の強度に応じて必要量含有させることができるが、P含有量が0.10%を超えると、プレス成形性が劣化する。このため、P含有量は0.10%以下に限定した。なお、より優れたプレス成形性が要求される場合には、P含有量は0.08%以下とするのが好ましい。

【0026】S：0.02%以下

Sは、鋼板中では介在物として存在し、鋼板の延性、成形性、とくに伸びフランジ成形性の劣化をもたらす元素であるため、できるだけ低減するのが好ましく、0.02%以下に低減するとさほど悪影響を及ぼさなくなることから、本発明ではS含有量は0.02%を上限とした。なお、より優れた伸びフランジ成形性を要求される場合には、S含有量は0.01%以下とするのが好ましく、より好ましくは0.005%以下である。

【0027】Al：0.005～0.20%

Alは、鋼の脱酸元素として添加され、鋼の清浄度を向上させるのに有用な元素であるが、0.005%未満では添加の効果がなく、一方、0.20%を越えて含有してもより一層の脱酸効果は得られず、逆に深絞り性が劣化する。このため、Alは0.005～0.20%に限定した。なお、本発明では、Al脱酸以外の脱酸方法による溶製方法を排除するものではなく、たとえばTi脱酸やSi脱酸を行ってもよく、これらの脱酸法による鋼板も本発明の範囲に含まれる。その際、CaやREM等を溶鋼に添加しても、本発明鋼板の特徴はなんら阻害されず、CaやREM等を含む鋼板も本発明範囲に含まれるのは勿論である。

【0028】N：0.02%以下

Nは、固溶強化や歪時効硬化で鋼板の強度を増加させる元素であるが、0.02%を超えて含有すると、鋼板中に窒化物が増加し、それにより鋼板の深絞り性が顕著に劣化する。このため、Nは0.02%以下に限定した。なお、よりプレス成形性の向上が要求される場合には0.01%以下とするのが好適であり、より好ましくは、0.004%以下とする。

【0029】

$V: 0.01 \sim 0.5\%$ でかつ $0.5 \times C / 12 \leq V / 51 \leq 3 \times C / 12$
Vは、本発明において最も重要な元素であり、再結晶前には固溶CをV炭化物として析出固定することにより、{111}再結晶集合組織を発達させて高いr値を得ることができ、さらに、 $\alpha-\gamma$ の二相域焼鈍時にはV炭化物を溶解させて固溶Cを多量にオーステナイト相に濃化させ、その後の冷却過程において容易にマルテンサイト変態させることにより、フェライトとマルテンサイトの複合組

織を有する複合組織鋼板を得ることができる。このような効果は、V含有量が0.01%以上、より好ましくは0.02%以上でかつC含有量との関係で $0.5 \times C / 12 \leq V / 51$ で有効となる。一方、V含有量が0.5%を超えるかあるいはC含有量との関係で $V / 51 > 3 \times C / 12$ であると、 $\alpha-\gamma$ の2相域におけるV炭化物の溶解が起こりにくくなるため、フェライトとマルテンサイトの複合組織が得られにくくなる。したがって、V含有量は0.01～0.5%でかつ $0.5 \times C / 12 \leq V / 51 \leq 3 \times C / 12$ に限定した。なお、 $V / 51 \leq 2 \times C / 12$ とすることが、フェライトとマルテンサイトの複合組織を得るうえで好ましい。

【0030】また、本発明では、上記した組成に加えて、質量%で、Nb：0.001～0.3%およびTi：0.001～0.3%のうちの1種または2種を合計で0.3%以下含有し、かつ、V含有量とC含有量とが $0.5 \times C / 12 \leq V / 51 \leq 3 \times C / 12$ を満足することに代えて、V、Nb、Tiの各含有量とCの含有量とが、 $0.5 \times C / 12 \leq (V / 51 + 2 \times Nb / 93 + 2 \times Ti / 48) \leq 3 \times C / 12$ なる関係を満たすことが好ましい。

【0031】Nb：0.001～0.3%およびTi：0.001～0.3%のうちの1種または2種を合計で0.3%以下含有し、かつ、V、Nb、TiとCとが、 $0.5 \times C / 12 \leq (V / 51 + 2 \times Nb / 93 + 2 \times Ti / 48) \leq 3 \times C / 12$ なる関係を満たすこと
NbおよびTiはVと同様に炭化物形成元素であって、上述したVと同様の作用を有する。すなわち、再結晶前には固溶CをNbおよびTi炭化物として析出固定することにより、{111}再結晶集合組織を発達させて高いr値を得ることができ、さらに $\alpha-\gamma$ の2相域での焼鈍時にはNbおよびTi炭化物を溶解させて固溶Cを多量にオーステナイト相に濃化させ、その後の冷却過程においてマルテンサイト変態させることにより、フェライトとマルテンサイトの複合組織を有する複合組織鋼板を得ることができる。但し、NbおよびTiの上述した効果は、Vに比べるとかなり小さいため、鋼スラブ中にVを添加することなく、NbやTiだけを添加しただけでは、本発明の効果である深絞り性を十分に高めることはできない。

【0032】具体的には、NbおよびTi含有量がそれぞれ0.001%以上でかつCおよびV含有量との関係で $0.5 \times C / 12 \leq (V / 51 + 2 \times Nb / 93 + 2 \times Ti / 48)$ であることが上記効果を発揮する上で好ましい。一方、NbおよびTiの単独添加で又は複合添加の合計で0.3%を超えるか、あるいはCとV含有量との関係で $(V / 51 + 2 \times Nb / 93 + 2 \times Ti / 48) > 3 \times C / 12$ の場合には、 $\alpha-\gamma$ の2相域における炭化物の溶解が起こりにくくなるため、フェライトとマルテンサイトの複合組織が得られにくくなる。したがって、NbおよびTiのいずれか1方のみを添加する場合には、ともに0.001～0.3%の範囲とし、また、NbおよびTiを複合添加する場合には、合計で0.3%以下とし、かつVおよびCとの関係で $0.5 \times C / 12 \leq (V / 51 + 2 \times Nb / 93 + 2 \times Ti / 48) \leq 3 \times C / 12$ の範囲に限定し

た。

【0033】また、本発明では、上記した鋼スラブの組成に加えてさらに、下記に示すA群およびB群、すなわち、

A群：Cr、Moのうちの1種または2種を合計で2.0%以下

B群：Cu、Niのうちの1種または2種を合計で2.0%以下

のうちの1群または2群を含有することが好ましい。

【0034】A群：Cr、Moのうちの1種または2種を合計で2.0%以下

A群：CrおよびMoは、いずれもMnと同様に、フェライトとマルテンサイトの複合組織が得られる臨界冷却速度を小さくし、フェライトとマルテンサイトの複合組織の形成を促進する作用を有しており、必要に応じ含有できる。上記効果を得るための好ましいCr、Moの含有量の下限値は、Cr：0.05%、Mo：0.05%である。但し、Cr、Moのうちの1種または2種で合計2.0%を超えて含有すると、深絞り性が低下する。このため、A群：Cr、Moのうちの1種または2種を合計で2.0%以下に限定するのが好ましい。

【0035】B群：Cu、Niのうちの1種または2種を合計で2.0%以下

B群：Cu、Niは、鋼を強化する作用があり、所望の強度に応じて必要量含有することができるが、CuおよびNiを単独添加でまたは複合添加の合計で2.0%を超えると、深絞り性が劣化する傾向がある。このため、Cu、Niは1種または2種を合計で2.0%以下とするのが好ましい。なお、上記効果を得るための好ましいCu、Niの含有量の下限値は、Cu：0.05%、Ni：0.05%である。

【0036】なお、本発明では、上記した成分以外については、特に限定していないが、B、Ca、Zr、REM等を通常の鋼組成の範囲内であれば含有させてもなんら問題はない。

【0037】上記した成分以外の残部はFeおよび不可避免の不純物である。不可避免の不純物としては、例えばSb、Sn、Zn、Co等が挙げられ、これらの含有量の許容範囲としては、Sb：0.01%以下、Sn：0.1%以下、Zn：0.01%以下、Co：0.1%以下の範囲である。

【0038】次に、本発明鋼板の組織について説明する。本発明の冷延鋼板は、組織が、主相であるフェライト相と、組織全体に対する面積率で1%以上のマルテンサイト相を含む第2相とからなる組織を有する。

【0039】低い降伏応力(YS)と高い延性(EI)を有し、優れた深絞り性を有する冷延鋼板とするために、本発明では鋼板の組織を、主相であるフェライト相と、マルテンサイト相を含む第2相との複合組織とする必要がある。主相であるフェライト相は、面積率で80%以上とするのが好ましい。フェライト相が面積率で80%未満では、高い延性を確保することが困難となり、プレス成形

性が低下する傾向があるからである。また、さらに良好な延性が要求される場合には、フェライト相を面積率で85%以上とするのが好ましい。なお、複合組織の利点を利用するため、フェライト相は99%以下とする必要がある。

【0040】また、第2相として、本発明では、マルテンサイト相を、組織全体に対する面積率で1%以上含有する必要がある。マルテンサイトが面積率で1%未満では、低い降伏応力(YS)と高い延性(EI)を同時に満足させることができない。より好ましくはマルテンサイト相は面積率で3%以上である。なお、第2相は、面積率で1%以上のマルテンサイト相単独としても、あるいは面積率で1%以上のマルテンサイト相と、副相としてそれ以外のパーライト相、ベイナイト相、残留オーステナイト相のいずれかとの混合としてもよく、特に限定されない。ただし、これらパーライト相、ベイナイト相、残留オーステナイト相は、前記マルテンサイト相の効果をより有効に発揮させるため、これらの相の合計を第2相の組織に対して面積率で50%以下とするのが好ましい。上記した組織を有する冷延鋼板は、低降伏応力で高延性を有する深絞り性に優れた鋼板である。

【0041】次に、本発明の冷延鋼板の製造方法について説明する。本発明の製造方法に用いられる鋼スラブの組成は、上述した冷延鋼板の組成と同様であるので、鋼スラブの限定理由の説明については省略する。本発明の冷延鋼板は、上記した範囲内の組成を有する鋼スラブを素材とし、該素材に熱間圧延を施し熱延板とする熱延工程と、該熱延板を酸洗する酸洗工程と、該熱延板に冷間圧延を施し冷延板とする冷延工程と、該冷延板に再結晶焼鈍を施して冷延焼鈍板とする再結晶焼鈍工程とを順次施すことにより製造される。

【0042】使用する鋼スラブは、成分のマクロ偏析を防止するために連続 casting 法で製造するのが好ましいが、造塊法、薄スラブ casting 法で製造してもよい。また、鋼スラブを製造したのち、いったん室温まで冷却し、その後、再度加熱する従来法に加え、冷却しないで、温片のままに加熱炉に挿入する方法や、わずかの保熱を行った後に直ちに圧延する直送圧延・直接圧延する方法などの省エネルギープロセスも問題なく適用できる。

【0043】上記した素材(鋼スラブ)を加熱し、熱間圧延を施し熱延板とする熱延工程を施す。熱延工程は所望の板厚の熱延板が製造できる条件であればよく、通常の圧延条件を用いても特に問題はない。なお、参考のため、好適な熱延条件を以下に示しておく。

【0044】スラブ加熱温度：900℃以上
スラブ加熱温度は、析出物を粗大化させることにより、{111}再結晶集合組織を発達させ、深絞り性を改善するため、低い方が望ましい。しかし、加熱温度が900℃未満では、圧延荷重が増大し、熱間圧延時におけるトラブル発生の危険性が増大する。このため、スラブ加熱温度

は900℃以上にすることが好ましい。また、酸化重量の増加に伴うスケールロスの増大による歩留まりの低下などから、スラブ加熱温度の上限は1300℃とすることがより好適である。なお、スラブ加熱温度を低くし、かつ熱間圧延時のトラブルを防止するといった観点から、シートバーを加熱する、いわゆるシートバーヒーターを活用することは、有効な方法であることは言うまでもない。

【0045】仕上圧延終了温度：700℃以上

仕上圧延終了温度(FDT)は、冷間圧延および再結晶焼鈍後に優れた深絞り性が得られる均一な熱延母板組織を得るため、700℃以上にすることが好ましい。すなわち、仕上圧延終了温度が700℃未満では、熱延母板組織が不均一となるとともに、熱間圧延時の圧延負荷が高くなり、熱間圧延時におけるトラブル発生の危険性が增大するからである。

【0046】巻取温度：800℃以下

巻取温度は、800℃以下とするのが好ましい。すなわち、巻取温度が800℃を超えると、スケールが増加しスケールロスにより歩留りが低下する傾向があるからである。なお、巻取温度は200℃未満となると、鋼板形状が顕著に乱れ、実際の使用にあたり不具合を生じる危険性が增大するため、巻取温度の下限を200℃とすることがより好適である。

【0047】このように、本発明の熱延工程では、鋼スラブを900℃以上に加熱した後、仕上圧延終了温度：700℃以上とする熱間圧延を施し、800℃以下の巻取温度で巻き取るのが好ましい。なお、本発明における熱間圧延工程では、熱間圧延時の圧延荷重を低減するため、仕上圧延の一部または全部のパス間で潤滑圧延としてもよい。加えて、潤滑圧延を行うことは、鋼板形状の均一化や材質の均一化の観点からも有効である。なお、潤滑圧延の際の摩擦係数は0.10～0.25の範囲とすることが好ましい。

【0048】また、相前後するシートバー同士を接合し、連続的に仕上圧延する連続圧延プロセスとすることが好ましい。連続圧延プロセスを適用することは、熱間圧延の操業安定性の観点からも望ましい。

【0049】ついで、熱延板にスケール除去のため酸洗を施す。酸洗工程は、常法に従えばよく、酸洗液としては、例えば塩酸や硫酸系の処理液を用いることが好ましい。さらに、熱延板に冷間圧延を施し冷延板とする。冷間圧延条件は、所望の寸法形状の冷延板とすることができればよく、特に限定されないが、冷間圧延時の圧下率は40%以上とすることが好ましい。圧下率が40%未満では、{111}再結晶集合組織が発達せず、優れた深絞り性が得られないからである。

【0050】その後、再結晶焼鈍工程にて、冷延板に再

結晶焼鈍を行い冷延焼鈍板とする。再結晶焼鈍は、連続焼鈍ラインで行う。再結晶焼鈍の焼鈍温度は、 $A_{c1} \sim A_{c3}$ 変態点の温度範囲の($\alpha + \gamma$)の2相域で行う必要がある。焼鈍温度が A_{c1} 変態点よりも低いと、フェライト単相組織となって、マルテンサイトを生成することができなくなるからであり、一方、 A_{c3} 変態点よりも高いと、結晶粒が粗大化するとともに、オーステナイト単相域となり、{111}再結晶集合組織が発達せずに深絞り性が著しく劣化するからである。

【0051】なお、再結晶焼鈍時の冷却は、マルテンサイトを生成することができ、フェライトとマルテンサイトの複合組織を得るため、冷却速度5℃/s以上で行うことが好ましい。

【0052】また、再結晶焼鈍工程後に、形状矯正、表面粗度等の調整のために、伸び率10%以下の調質圧延を加えてもよい。なお、本発明の冷延鋼板は、加工用冷延鋼板としてのみならず、加工用表面処理鋼板の原板としても適用できる。加工用表面処理鋼板としては、亜鉛めっき鋼板(合金系を含む)、錫めっき鋼板、ほうろう等が挙げられる。また、本発明の冷延鋼板には、亜鉛めっき後、化成処理性、溶接性、プレス成形性および耐食性等の改善のために特殊な処理を施してもよい。

【0053】

【実施例】表1に示す組成の溶鋼を転炉で溶製し、連続鋳造法でスラブとした。ついで、これら鋼スラブを1150℃に加熱したのち、仕上圧延終了温度：900℃、巻取温度：650℃とする熱間圧延を施す熱延工程により、板厚4.0mmの熱延鋼帯(熱延板)とした。引き続き、これら熱延鋼帯(熱延板)に酸洗、圧下率：70%で冷間圧延を施す冷延工程により、板厚1.2mmの冷延鋼帯(冷延板)とした。ついで、これら冷延鋼帯(冷延板)に、連続焼鈍ラインにて表2に示す焼鈍温度で再結晶焼鈍を施した。得られた鋼帯(冷延板)に、さらに伸び率：0.8%の調質圧延を施した。

【0054】得られた鋼帯から試験片を採取し、圧延方向に直交する断面(C断面)について、光学顕微鏡あるいは走査型電子顕微鏡を用いて微視組織を撮像し、画像解析装置を用いて主相であるフェライトの組織分率および第2相の種類と組織分率を求めた。また、得られた鋼帯から、JIS5号引張試験片を採取し、JIS Z 2241の規定に準拠して引張試験を行い、降伏応力(YS)、引張強さ(TS)、伸び(EI)、降伏比(YR)およびランクフールド値(r値)を求めた。これらの結果を表2に示す。

【0055】

【表1】

	化 学 成 分 (質量%)														X ^{*1}		変態点 (°C)		備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	V	Nb	Ti	Cr	Mo	Cu	Ni	A ₆₁	A ₆₃			
A	0.030	0.02	1.55	0.01	0.004	0.032	0.002	0.132	—	—	—	—	—	—	1.04	725	860	適合例	
B	0.028	0.02	1.48	0.01	0.001	0.032	0.002	0.105	0.042	—	—	0.15	—	—	1.27	705	855	適合例	
C	0.032	0.03	1.72	0.01	0.005	0.028	0.002	0.085	0.035	0.035	0.05	—	—	—	1.45	710	850	適合例	
D	0.020	0.02	1.63	0.01	0.005	0.033	0.002	0.065	—	—	—	—	0.12	0.08	0.76	715	855	適合例	
E	0.031	0.02	1.56	0.01	0.006	0.033	0.002	0.122	0.045	—	—	0.18	—	—	1.30	705	855	適合例	
F	0.029	0.02	1.48	0.01	0.003	0.032	0.002	0.210	0.115	0.125	—	—	—	—	4.88	725	855	比較例	
G	0.032	0.02	1.65	0.01	0.004	0.032	0.002	0.045	—	—	—	—	—	—	0.33	715	850	比較例	
H	0.020	0.22	2.02	0.06	0.004	0.032	0.002	0.132	—	—	—	—	—	—	1.55	725	860	適合例	
I	0.022	0.52	1.85	0.03	0.001	0.032	0.002	0.105	0.042	—	—	0.15	—	—	1.62	705	865	適合例	
J	0.028	0.33	1.72	0.01	0.005	0.028	0.002	0.085	0.035	0.035	0.05	—	—	—	1.66	710	860	適合例	
K	0.011	0.21	1.53	0.01	0.003	0.028	0.002	0.032	0.030	—	—	—	—	—	1.39	710	860	適合例	
L	0.022	0.52	1.52	0.01	0.002	0.033	0.002	0.125	—	0.022	—	—	—	—	1.84	715	865	適合例	
M	0.019	0.53	1.43	0.05	0.001	0.032	0.002	0.105	—	—	0.05	0.15	—	—	1.30	710	850	適合例	
N	0.021	0.33	1.72	0.06	0.003	0.030	0.002	0.115	—	—	0.05	0.15	0.15	0.15	1.29	705	855	適合例	
O	0.020	0.41	2.02	0.02	0.002	0.029	0.002	0.072	0.042	0.01	0.05	0.15	0.10	0.10	1.64	715	850	適合例	

(注) *1: $X = (V/51 + 2 \times Nb/93 + 2 \times Ti/48) / (C/12)$

(注) *1: $X = (V/51 + 2 \times Nb/93 + 2 \times Ti/48) / (C/12)$

【0056】

【表2】

鋼板 No	鋼 No	連続焼 鈍ライン での焼鈍 温度 (℃)	微細組織				冷延鋼板の機械的特性					備考
			フェライト相 面積率(%)	第2相			引張特性					
				種類 ¹⁾	マルテンサイト の面積率 (%)	第2相の面 積率(%)	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	YR (%)	r値	
1	A	830	92	M	8	8	330	600	31	55	1.8	本発明例
2	B	830	90	M	10	10	330	610	30	54	1.8	本発明例
3	B	980	0	P, B, M	15	100	650	720	22	90	0.9	比較例
4	B	680	100	—	0	0	450	530	29	85	0.8	比較例
5	C	830	92	M	8	8	340	600	31	57	1.8	本発明例
6	D	830	90	M	10	10	330	610	30	54	1.4	本発明例
7	E	830	92	M	8	8	310	570	33	54	1.7	本発明例
8	F	830	100	—	0	0	510	600	27	85	1.8	比較例
9	G	830	93	M	7	7	330	610	31	54	0.8	比較例
10	H	850	92	M	8	8	350	630	29	56	1.9	本発明例
11	I	850	93	M	7	7	330	620	30	53	1.9	本発明例
12	J	850	92	M	8	8	330	610	33	54	1.8	本発明例
13	K	830	92	M	8	8	245	450	38	54	1.9	本発明例
14	L	830	93	M	7	7	330	605	30	55	1.8	本発明例
15	M	830	92	M	8	8	340	620	30	55	1.7	本発明例
16	N	830	93	M	7	7	320	600	31	53	1.7	本発明例
17	O	830	92	M, B	6	8	340	625	29	54	1.8	本発明例

(注)・1・Fはフェライト相、MIはマルテンサイト相、PIはパーライト相、そして、BIはベイナイト相の略である。

【0057】表2に示す結果から、本発明例は、いずれも、低い降伏応力(YS)、高い伸び(EI)および低い降伏比(YR)を有し、さらに高いr値を示して、深絞り成形性に優れるとともに、引張り強さが(TS)が440MPa以上の高張力を有している。これに対し、本発明の範囲を外れる比較例では、降伏応力(YS)が高いか、伸び(EI)が低いか、あるいはr値が低くなっている。

【0058】

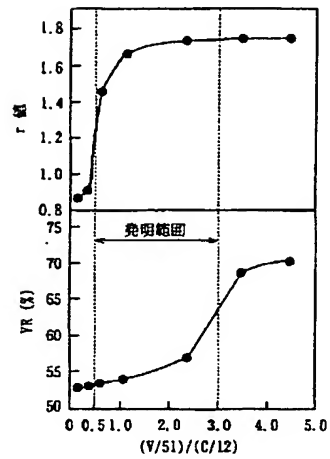
【発明の効果】本発明によれば、優れた深絞り成形性を

有する高張力の冷延鋼板を安定して製造することができるという産業上格段の効果を奏する。本発明の冷延鋼板を自動車部品に適用した場合、プレス成形が容易で、自動車車体の軽量化に十分に寄与できるという効果もある。

【図面の簡単な説明】

【図1】 鋼スラブ中のVおよびC含有量がr値と降伏比(=降伏応力(YS)/引張り強さ(TS)×100(%))に及ぼす影響を示すための図である。

【 図 1 】



フロントページの続き

(72)発明者 坂田 敬
岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地な
し) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内

Fターム(参考) 4K037 EA01 EA05 EA11 EA13 EA15
EA16 EA17 EA18 EA19 EA20
EA23 EA25 EA27 EA28 EA31
EA32 EB06 EB08 EB11 FA01
FA02 FA03 FC01 FC02 FC03
FC04 FE02 FE03 FH01 FJ05
FM02

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record**

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- ☐ BLACK BORDERS
- ☐ IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- ☒ FADED TEXT OR DRAWING
- ☒ BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING
- ☐ SKEWED/SLANTED IMAGES
- ☐ COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS
- ☐ GRAY SCALE DOCUMENTS
- ☒ LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT
- ☐ REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY
- ☐ OTHER: _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.